

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-055751

(43)Date of publication of application : 26.02.2003

---

(51)Int.Cl. C23C 2/06  
C21D 9/46  
C22C 18/00  
C22C 18/02  
C22C 18/04  
C22C 38/00  
C22C 38/58  
C23C 2/28  
C23C 2/40

---

(21)Application number : 2001-304034

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 28.09.2001

(72)Inventor : FUJITA NOBUHIRO  
AZUMA MASASHI  
TAKAHASHI MANABU  
MORIMOTO YASUhide  
KUROSAKI MASAO  
MIYASAKA AKIHIRO

(30)Priority

Priority number : 2001170857 Priority date : 06.06.2001 Priority country : JP

---

**(54) HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANIZED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT PLATING ADHESION ON HIGH WORKING AND EXCELLENT DUCTILITY, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR**

(57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high strength hot dip galvanized steel sheet which has improved unplating and plating adhesion on high working, and has excellent ductility, and to provide a production method therefor.

**SOLUTION:** The high strength hot dip galvanized steel sheet has a plated layer having a composition containing 0.001 to 0.5% Al and 0.001 to 2% Mn, and containing, at need, 5 to 20% Fe, and the balance Zn with inevitable impurities. The Si content in the steel: X(%), the Mn content in the steel: Y(%), the Al content in the steel: Z(%), the Al content in the plated layer: A (%) and the Mn content in the plated layer: B(%) satisfy the following inequality (1), and the microstructure of the steel sheet consists of, by volume fraction, 70 to 97% ferrite having a mean grain diameter of  $\leq 20 \mu\text{m}$  and 3 to 30% austenite and/or martensite having a mean grain diameter of  $\leq 10 \mu\text{m}$ .  $3-(X+Y/10+Z/3)-12.5 \times (A-B) \geq 0 \dots (1)$ .

---

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination] 15.08.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3898923

[Date of registration] 05.01.2007

[Number of appeal against examiner's decision  
of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-55751

(P2003-55751A)

(43) 公開日 平成15年2月26日 (2003.2.26)

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	キーワード(参考)
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 18/00		C 2 2 C 18/00	
18/02		18/02	
18/04		18/04	

審査請求 未請求 請求項の数16 O L (全 12 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2001-304034(P2001-304034)

(22) 出願日 平成13年9月28日 (2001.9.28)

(31) 優先権主張番号 特願2001-170857(P2001-170857)

(32) 優先日 平成13年6月6日 (2001.6.6)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 藤田 展弘

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技

術開発本部内

(72) 発明者 東 昌史

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技

術開発本部内

(74) 代理人 100067541

弁理士 岸田 正行 (外2名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 不めっきや高加工時のめっき密着性を改善した延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 Al: 0.001~0.5%、Mn: 0.001~2%を含有し、必要に応じFe: 5~20%を含有し、残部がZn及び不可避不純物からなるめっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、鋼のSi含\*

\* 有率: X (%), 鋼のMn含有率: Y (%), 鋼のAl含有率: Z (%), めっき層のAl含有率: A (%), めっき層のMn含有率: B (%) が、下記 (I) 式を満たし、鋼板のミクロ組織が、体積分率で、平均粒径が20μm以下のフェライト70~97%、平均粒径が10μm以下のオーステナイト及び/またはマルテンサイト3~30%からなる高強度溶融Znめっき鋼板。

$$3 - (X + Y / 10 + Z / 3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0 \quad \cdots (1)$$

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.0001~0.3%、  
 Si : 0.01~2.5%、  
 Mn : 0.01~3%、  
 Al : 0.001~4%を含有し、残部Fe及び不可避  
 不純物からなる鋼板の表面に、質量%で、  
 Al : 0.001~0.5%、  
 Mn : 0.001~2%、を含有し、残部がZn及び不  
 可避不純物からなるめっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼  
 板であって、

$$3 - (X + Y / 10 + Z / 3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0 \quad \dots (I)$$

【請求項2】 さらにめっき層中に質量%で、Fe : 5  
 ~20%を含有することを特徴とする請求項1記載の高  
 加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Z  
 nめっき鋼板。

【請求項3】 さらにめっき層中に質量%で、

Ca : 0.001~0.1%、  
 Mg : 0.001~3%、  
 Si : 0.001~0.1%、  
 Mo : 0.001~0.1%、  
 W : 0.001~0.1%、  
 Zr : 0.001~0.1%、  
 Cs : 0.001~0.1%、  
 Rb : 0.001~0.1%、  
 K : 0.001~0.1%、  
 Ag : 0.001~5%、  
 Na : 0.001~0.05%、  
 Cd : 0.001~3%、  
 Cu : 0.001~3%、  
 Ni : 0.001~0.5%、  
 Co : 0.001~1%、  
 La : 0.001~0.1%、  
 Tl : 0.001~8%、  
 Nd : 0.001~0.1%、  
 Y : 0.001~0.1%、  
 In : 0.001~5%、  
 Be : 0.001~0.1%、  
 Cr : 0.001~0.05%、  
 Pb : 0.001~1%、  
 Hf : 0.001~0.1%、  
 Tc : 0.001~0.1%、  
 Ti : 0.001~0.1%、  
 Ge : 0.001~5%、  
 Ta : 0.001~0.1%、  
 V : 0.001~0.2%、  
 B : 0.001~0.1%、の1種または2種以上を含有  
 することを特徴とする請求項1又は2に記載の高加工  
 時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめ  
 っき鋼板。

\* 鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y  
 （質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層  
 のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：  
 B（質量%）が、下記（I）式を満たし、鋼板のミクロ  
 組織が、体積分率で70~97%のフェライトを主相と  
 しその平均粒径が20μm以下であり、第2相として体  
 積分率で3~30%のオーステナイト及び／またはマル  
 テンサイトからなり、第2相の平均粒径が10μm以下  
 であることを特徴とする高加工時のめっき密着性および  
 延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

【請求項4】 鋼板の第2相であるオーステナイト及び  
 ／またはマルテンサイトの平均粒径がフェライトの平均  
 粒径の0.01~0.7倍であることを特徴とする請求  
 項1~3の何れか1項に記載の高加工時のめっき密着性  
 および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

【請求項5】 鋼板のミクロ組織が、体積分率で50~  
 95%のフェライトを主相としその平均粒径が20μm  
 以下であり、第2相として体積分率で3~30%のオース  
 テナイト及び／またはマルテンサイトを含有し、それ  
 らの平均粒径が10μm以下であり、さらに体積分率で  
 2~47%のベイナイトからなることを特徴とする請求  
 項1~4の何れか1項に記載の高加工時のめっき密着性  
 および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

【請求項6】 鋼が、さらに質量%で、  
 Mo : 0.001~5%、を含有することを特徴とする  
 請求項1~5のいずれか1項に記載の高加工時のめっき  
 密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

【請求項7】 鋼が、さらに質量%で、  
 Cr : 0.001~25%、  
 Ni : 0.001~10%、  
 Cu : 0.001~5%、  
 Co : 0.001~5%の1種または2種以上を含有す  
 ることを特徴とする請求項1~6のいずれか1項に記載  
 の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶  
 融Znめっき鋼板。

【請求項8】 鋼が、さらに質量%で、  
 Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.00  
 1~1%含有することを特徴とする請求項1~7のいづ  
 れか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に  
 優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

【請求項9】 鋼が、さらに質量%で、  
 B : 0.0001~0.1%を含有することを特徴とす  
 る請求項1~8のいずれか1項に記載の高加工時のめ  
 っき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼  
 板。

【請求項10】 鋼が、さらに質量%で、Zr、Hf、  
 Taの1種または2種以上を合計で0.001~1.0  
 %含有することを特徴とする請求項1~9のいずれか1

項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項11】 鋼が、さらに質量%で、W:0.001~5%を含有することを特徴とする請求項1~10のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項12】 鋼が、さらに質量%で、P:0.0001~0.1%

S:0.0001~0.01%を含有することを特徴とする請求項1~11のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項13】 鋼が、さらに質量%で、Y、希土類元素(Rem)の1種以上を0.0001~0.1%を含有することを特徴とする請求項1~12のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項14】 鋼のSi量が0.001~2.5%であることを特徴とする請求項1~13のいずれか1項に記載の疲労耐久性および耐食性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項15】 請求項1~14の何れか1項に記載の記載の鋼成分からなる铸造スラブを铸造まもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$  (°C) 以上  $Ac_3 + 50$  (°C) 以下の温度域で10秒~30分焼鈍した後に、 $0.1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で $650 \sim 700^\circ\text{C}$ の温度域に冷却し、引き続いて $1 \sim 100^\circ\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度でめっき浴温度~めっき浴温度+100 (°C) にまで冷却した後、Znめっき浴温度~Znめっき浴温度+100 (°C) の温度域で後続のめっき浸漬時間を含めて1秒~3000秒保持し、Znめっき浴に浸漬して、その後室温まで冷却することを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板の製造方法。

【請求項16】 Znめっき浴に浸漬した後、更に $300 \sim 550^\circ\text{C}$ で合金化処理を施し、その後室温まで冷却することを特徴とする請求項15記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、建材、家電製品、自動車などに適する延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】溶融亜鉛めっきは鋼板の防食を目的として施され、建材、家電製品、自動車など広範囲に使用されている。その製造法としては、連続ラインに於いて、脱脂洗浄後、非酸化性雰囲気にて加熱し、 $H_2$  及び  $N_2$

を含む還元雰囲気にて焼鈍後、めっき浴温度近傍まで冷却し、溶融亜鉛浴に浸漬後、冷却、もしくは再加熱してFe-Zn合金相を生成させた後に冷却、というゼンジャー法があり、鋼板の処理に多用されている。

【0003】めっき前の焼鈍については、脱脂洗浄後、非酸化性雰囲気中での加熱を経ず直ちに $H_2$  及び  $N_2$  を含む還元雰囲気にて焼鈍を行う、全還元炉方式も行われる場合がある。また、鋼板を脱脂、酸洗した後、塩化アンモニウムなどを用いてフラックス処理を行って、めっき浴に浸漬、その後冷却、というフラックス法も行われている。

【0004】これらのめっき処理で用いられるめっき浴中には溶融亜鉛の脱酸のために少量のAlが添加されている。ゼンジャー法においてZnめっき浴は質量%で0.1%程度のAlを含有している。この浴中のAlはFeとの親和力がFe-Znよりも強いいため、鋼をめっき浴に浸漬した際、鋼表面にFe-Al合金相すなわちAlの濃化層が生成し、Fe-Znの反応を抑制することが知られている。Alの濃化層が存在するために、得られためっき層中のAl含有率は通常、めっき浴中のAl含有率より高くなる。

【0005】近年、特に自動車車体において燃費向上を目的とした車体軽量化の観点から、延性の高い高強度鋼板の需要が高まりつつある。一方、高強度鋼板には種々の合金が添加されているうえ、組織制御による高強度化と高延性化を両立させる観点から熱処理方法にも大きな制約がある。

【0006】しかし、めっきの観点からすると鋼中の合金成分、中でもSiやAlの含有量が高くなったり、熱処理条件に大きな制約があったりすると、通常のAlを含有しためっき浴を用いたのでは、めっき濡れ性が大きく低下し、めっきが発生するため外観品質が悪化したり、めっきが塗付できたとしても、高延性であるがゆえに高加工した場合の密着性が劣化してしまう。

【0007】この問題を解決する手段として、特開平3-28359号公報、特開平3-64437号公報等に見られるように、特定のめっきを付与することでめっき性の改善を行っているが、この方法では、溶融めっきライン焼鈍炉前段に新たにめっき設備を設けるか、もしくは、あらかじめ電気めっきラインにおいてめっき処理を行わなければならない、大幅なコストアップとなるという問題点がある。

【0008】また、高強度鋼板のめっき製造性改善を目的として、特開平5-230608号公報によりZn-Al-Mn-Fe系めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかし、この発明は特に製造性には十分な考慮が払われているが、高強度かつ高延性材での高加工時のめっき密着性については配慮された発明ではない。

【0009】また、衝突エネルギー吸収能を高めること

を目的として、特開平11-189839号公報にフェライトを主相とし、その平均粒径が10 μm以下であり、第2相として体積分率で3~50%のオーステナイトまたは3~30%のマルテンサイトからなり、第2相の平均粒径が5 μm以下であり、選択的にベイナイトを含有する鋼板が開示されている。しかし、この発明はめっき濡れ性を考慮するものではなく、高強度化に伴う薄肉化に耐食性の点で対応しうる発明ではない。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記課題を解決し、めっきや高加工時のめっき密着性を改善した延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、種々検討を行った結果、まずめっき層に特定の元素を適正濃度含有させることで、高強度鋼板の溶融亜鉛めっき濡れ性が向上することを見いだした。また、この効果は、めっき相中Al濃度を低減することで強められること、さらに、鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y（質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：B（質量%）が、  
 $3 - (X + Y/10 + Z/3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0$

$$3 - (X + Y/10 + Z/3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0 \quad \dots (I)$$

（2）さらにめっき相中にFe：5~20%を含有することを特徴とする（1）記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（3）さらにめっき層中に、質量%で、Ca：0.001~0.1%、Mg：0.001~3%、Si：0.001~0.1%、Mo：0.001~0.1%、W：0.001~0.1%、Zr：0.001~0.1%、Cs：0.001~0.1%、Rb：0.001~0.1%、K：0.001~0.1%、Ag：0.001~5%、Na：0.001~0.05%、Cd：0.001~3%、Cu：0.001~3%、Ni：0.001~0.5%、Co：0.001~1%、La：0.001~0.1%、Ti：0.001~8%、Nd：0.001~0.1%、Y：0.001~0.1%、In：0.001~5%、Be：0.001~0.1%、Cr：0.001~0.05%、Pb：0.001~1%、Hf：0.001~0.1%、Ta：0.001~0.1%、V：0.001~0.2%、B：0.001~0.1%、の1種または2種以上を含有することを特徴とする（1）又は（2）に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（4）鋼板の第2相であるオーステナイト及び/また

\*を満たす鋼およびめっき組成とすることにより、極めて良好なめっきが合金元素を比較的多量に含む高強度鋼板についても得られることを見いだした。さらに、合金元素を選択・適量添加することに加えて鋼板のミクロ組織を規定することで熱処理条件を緩和しても延性の高い鋼板の製造が可能であることを見出した。

【0012】本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

（1）質量%で、C：0.0001~0.3%、Si：0.01~2.5%、Mn：0.01~3%、Al：0.001~4%を含有し、残部Fe及び不可避免不純物からなる鋼板の表面に、質量%で、Al：0.001~0.5%、Mn：0.001~2%、を含有し、残部がZn及び不可避免不純物からなるめっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、鋼のSi含有率：X（質量%）、鋼のMn含有率：Y（質量%）、鋼のAl含有率：Z（質量%）、めっき層のAl含有率：A（質量%）、めっき層のMn含有率：B（質量%）が、下記（1）式を満たし、鋼板のミクロ組織が、体積分率で70~97%のフェライトを主相としその平均粒径が20 μm以下であり、第2相として体積分率で3~30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトからなり、第2相の平均粒径が10 μm以下であることを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

はマルテンサイトの平均粒径がフェライトの平均粒径の0.01~0.7倍であることを特徴とする（1）~

（3）の何れか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（5）鋼板のミクロ組織が、体積分率で50~95%のフェライトを主相としその平均粒径が20 μm以下であり、第2相として体積分率で3~30%のオーステナイト及び/またはマルテンサイトを含有し、それらの平均粒径が10 μm以下であり、さらに体積分率で2~47%のベイナイトからなることを特徴とする（1）~

（4）の何れか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（6）鋼が、さらに質量%で、Mo：0.001~5%、を含有することを特徴とする（1）~（5）のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（7）鋼が、さらに質量%で、Cr：0.001~25%、Ni：0.001~10%、Cu：0.001~5%、Co：0.001~5%の1種または2種以上を含有することを特徴とする（1）~（6）のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

（8）鋼が、さらに質量%で、Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.001~1%含有すること

を特徴とする(1)～(7)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

(9) 鋼が、さらに質量%で、B: 0.0001～0.1%を含有することを特徴とする(1)～(8)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板。

(10) 鋼が、さらに質量%で、Zr、Hf、Taの1種または2種以上を合計で0.001～1.0%含有することを特徴とする(1)～(9)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(11) 鋼が、さらに質量%で、W: 0.001～5%を含有することを特徴とする(1)～(10)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(12) 鋼が、さらに質量%で、P: 0.0001～0.1%  
S: 0.0001～0.01%を含有することを特徴とする(1)～(11)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(13) 鋼が、質量%で、Y、希土類元素(Re)の1種以上を0.0001～0.1%含有することを特徴とする(1)～(12)のいずれか1項に記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(14) 鋼のSi量が0.001～2.5%であることを特徴とする(1)～(13)のいずれか1項に記載の疲労耐久性および耐食性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(15) (1)～(14)の何れか1項に記載の記載の鋼成分からなる鑄造スラブを鑄造まもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後、 $0.1 \times (Ac_3 \sim Ac_1) + Ac_1$  (°C)以上 $Ac_3 + 50$  (°C)以下の温度域で10秒～30分焼鈍した後に、 $0.1 \sim 10$  °C/秒の冷却速度で $650 \sim 700$  °Cの温度域に冷却し、引き続いて $1 \sim 100$  °C/秒の冷却速度でめっき浴温度～めっき浴温度+ $100$  (°C)にまで冷却した後、Znめっき浴温度～Znめっき浴温度+ $100$  (°C)の温度域で後続のめっき\*

$$3 - (X + Y / 10 + Z / 3) - 12.5 \times (A - B) \geq 0 \quad \dots (I)$$

(I)式はめっき濡れ性に及ぼす鋼板およびめっき成分の影響を整理した重回帰分析により新たに見出した式である。

[0017] 不めっきの発生が抑制される理由の詳細については不明であるが、めっき浴中に添加されたAlと鋼板表面に生成したSiO<sub>2</sub>との濡れ性が悪いため不めっきが発生すると考えられる。すなわち、Zn浴に添加したAlの悪影響を除去する元素を添加することで不め

\* 浸漬時間を含めて1秒～3000秒保持し、Znめっき浴に浸漬して、その後室温まで冷却することを特徴とする高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板の製造方法。

(16) Znめっき浴に浸漬した後、更に $300 \sim 550$  °Cで合金化処理を施し、その後室温まで冷却することを特徴とする(15)記載の高加工時のめっき密着性および延性に優れた高強度溶融Znめっき鋼板の製造方法。

[0013] なお、本明細書中、鋼やめっき層のC、Si、Mn、Alなど各化学組成成分の含有量について特に断りなく単に「%」と表示している場合は、「質量%」を意味する。

[0014]

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。

[0015] 本発明者らは、質量%で、C: 0.0001～0.3%、Si: 0.001～2.5%、Mn: 0.01～3%、Al: 0.001～4%を含有し、残部Fe及び不可避免不純物からなる鋼板を $0.1 \times (Ac_3 \sim Ac_1) + Ac_1$  (°C)以上 $Ac_3 + 50$  (°C)以下で10秒～30分焼鈍し、 $0.1 \sim 10$  °C/秒の冷却速度で $650 \sim 700$  °Cの温度域に冷却し、引き続いて $1 \sim 100$  °C/秒の冷却速度でめっき浴温度(450～470 °C)～めっき浴温度+ $100$  (°C)にまで冷却した後、450～470 °CのZnめっき浴に3秒間浸漬を行い、さらに $500 \sim 550$  °Cで10～60秒加熱を行った。その後、めっき鋼板表面の不めっき部面積を測定することでめっき性を、引張り試験にて機械的性質をそれぞれ評価した。さらに、めっき密着性を評価するため、20%の引張り歪みを与えた後60°曲げ—曲げ戻し加工を施した後、ビニールテープを曲げ加工部に密着させはがし、めっきの剥離面積を画像解析量により定量化することで評価した。このような試験の結果から、鋼中Si含有率: X (質量%)、鋼中Mn含有率: Y (質量%)、鋼中Al含有率: Z (質量%)、めっき層中Al含有率: A (質量%)、めっき層中Mn含有率: B (質量%)として、整理したところ、下記(I)式を満たす組成で、不めっきがなくかつ引張り・曲げ加工後のめっきの鋼板との密着性が良好な高強度溶融めっき鋼板が得られることを見出し本発明を完成させた。

[0016]

めっきの発生を抑制することが可能となる。本発明者らが鋭意検討した結果、めっき浴中にMnを適正な濃度範囲で添加することで表記目的を達成出来ることが判明した。MnはZn浴中に添加しているAlより優先的に酸化皮膜を形成し、鋼板表面に生成しているSi系の酸化皮膜との反応性を高めるものと推定される。

[0018] めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から片面付着量で $5 \text{ g/m}^2$ 以上

であることが望ましい。本発明の溶融Znめっき鋼板上に塗装性、溶接性を改善する目的で上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施しても、本発明を逸脱するものではない。

【0019】めっき層中Al量を0.001~0.5%の範囲としたのは、0.001%未満では、ドロス発生が顕著で良好な外観が得られないこと、0.5%を超えてAlを添加すると合金化反応を著しく抑制してしまい、合金化溶融亜鉛めっき層を形成することが困難となるためである。

【0020】めっき層中Mn量を0.001~2%の範囲内としたのは、この範囲においてめっきが発生せず、良好な外観のめっきが得られるためである。Mn量が上限の2%を超えるとめっき浴中にてMn-Zn化合物が析出し、めっき層中に取り込まれることで外観が著しく低下する。

【0021】また、特にスポット溶接性や塗装性が望まれる場合には、合金化処理によってこれらの特性を高める事ができる。前記(15)に係る発明に記載の合金化処理を施すことで、めっき層中にFeが取り込まれ、塗装性やスポット溶接性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。合金化処理後のFe量が5%未満ではスポット溶接性が不十分となる。一方、Fe量が20%を超えるとめっき層自体の密着性を損ない、加工の際めっき層が破壊・脱剥し金型に付着することで、成形時の疵の原因となる。したがって、合金化処理を行う場合のめっき層中Fe量の範囲は5~20%とする。

【0022】前述のとおり、めっきの発生が抑制される理由の詳細については不明であるが、めっき浴中に添加されたAlと鋼板表面に生成したSiO<sub>2</sub>との濡れ性が悪いためめっきが発生すると考えられる。すなわち、Zn浴に添加したAlの悪影響を除去する元素を添加することでめっきの発生を抑制することが可能となる。本発明者らが鋭意検討した結果、上述したとおりMnを適正な濃度範囲で添加することで表記目的を達成出来る。MnはZn浴中に添加しているAlより優先的に酸化皮膜を形成し、鋼板表面に生成しているSi系の酸化皮膜との反応性を高めるものと推定される。

【0023】さらにめっき層中にCa、Mg、Si、Mo、W、Zr、Cs、Rb、K、Ag、Na、Cd、Cu、Ni、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Cr、Pb、Hf、Ta、V、Bの1種または2種以上を下記に説明する範囲内で含有することで、めっきが抑制されることを見出した。

【0024】めっき付着量については、特に制約は設けないが、耐食性の観点から片面付着量で5g/m<sup>2</sup>以上であることが望ましい。本発明の溶融Znめっき鋼板上に塗装性、溶接性を改善する目的で上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩

処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施しても、本発明を逸脱するものではない。

【0025】めっき層中Ca量を0.001~0.1%、Mg量を0.001~3%、Si量を0.001~0.1質量%、Mo量を0.001~0.1質量%、W量を0.001~0.1質量%、Zr量を0.001~0.1質量%、Cs量を0.001~0.1質量%、Rb量を0.001~0.1質量%、K量を0.001~0.1質量%、Ag量を0.001~5質量%、Na量を0.001~0.05質量%、Cd量を0.001~3質量%、Cu量を0.001~3質量%、Ni量を0.001~0.5質量%、Co量を0.001~1質量%、La量を0.001~0.1質量%、Tl量を0.001~8質量%、Nd量を0.001~0.1質量%、Y量を0.001~0.1質量%、In量を0.001~5質量%、Be量を0.001~0.1質量%、Cr量を0.001~0.05質量%、Pb量を0.001~1質量%、Hf量を0.001~0.1質量%、Ta量を0.001~0.1質量%、Ti量を0.001~0.1質量%、Ge量を0.001~5質量%、V量を0.001~0.2質量%、B量を0.001~0.1質量%の範囲内としたのは、それぞれこの範囲においてめっきが抑制され、良好な外観のめっきが得られるためである。各元素の含有量が上限を越えるとそれぞれの元素を含有するドロスの生成により、めっき外観が著しく低下する。

【0026】次に、本発明における鋼板成分の限定理由について述べる。

【0027】Cは、良好な強度延性バランスを確保するための第2相の体積分率を十分確保する目的で添加する元素である。特に第2相がオーステナイトである場合には、体積分率のみならずその安定性向上にも寄与して延性を大きく向上させる。強度および各第2相の体積分率を確保するために下限を0.0001%とし、溶接性を保持可能な上限として0.3%とした。

【0028】Siは、主相であるフェライト生成を促進させることおよび強度延性バランスを劣化させる炭化物の生成を抑制する目的で添加する元素であり、その下限を0.01%とした。また、過剰添加は溶接性およびめっき濡れ性に悪影響を及ぼすため、上限を2.5%とした。また、特に強度よりも外観が問題となる場合には、製造操業上問題とならない0.001%まで低減させてもよいこととした。

【0029】Mnは、めっき濡れ性および密着性の制御に加えて、高強度化と延性劣化の1つの原因である炭化物析出やパーライト生成を抑制する目的で添加し、0.01%以上とした。一方では、第2相がオーステナイトの場合に延性向上に寄与するベイナイト変態を遅滞させることや溶接性を劣化させることから3%を上限とし



た。

【0030】A1は、めっき濡れ性および密着性の制御に加えて、延性向上特に第2相がオーステナイトの場合に延性向上に寄与するベイナイト変態を促進させる効果があり、強度延性バランスを向上させる。このため、0.001%以上の添加とした。一方過剰添加は溶接性およびめっき濡れ性を損なうため4%を上限とした。

【0031】Moは、強度延性バランスを劣化させる炭化物やパーライトの生成を抑制する目的で添加できる元素であり、緩和した熱処理条件下において良好な強度延性バランスを得るために重要な添加元素である。その下限は0.001%が望ましい。また、過剰添加は、延性劣化を招くことから、上限は5%が望ましい。

【0032】さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的としてCr、Ni、Cu、Coの1種または2種以上を含有できる。

【0033】Crは、強化目的および炭化物生成の抑制の目的から添加する元素で、0.001%以上とし、25%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすため、これを上限とすることが好ましい。

【0034】Niは、めっき性向上および強化目的で0.001%以上とし、10%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすため、これを上限とすることが好ましい。

【0035】Cuは、強化目的で0.001%以上の添加とし、5%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼす傾向があるため、下限は0.001%、上限は5%が好ましい。

【0036】Coは、めっき性制御、ベイナイト変態制御による強度延性バランスの向上のため、0.001%以上の添加とした。一方、添加の上限は特に設けないが、高価な元素であるため多量添加は経済性を損なうため、5%以下にすることが望ましい。

【0037】さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的として強炭化物形成元素であるNb、Ti、Vの1種または2種以上を含有できる。これらの元素は、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化には極めて有効であるため、必要に応じて1種または2種以上を0.001%以上添加することが好ましい。一方で、延性劣化や残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害することから、合計添加量の上限としては1%が好ましい。

【0038】Bもまた、必要に応じて添加できる。Bは、粒界の強化や鋼材の高強度化に0.0001%以上の添加で有効ではあるが、その添加量が0.1%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、加工性が低下するため、上限は0.1%とすることが好ましい。

【0039】強度のさらなる向上を目的として強炭化物形成元素であるZr、Hf、Taの1種または2種以上

を含有できる。

【0040】これらの元素は、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化に極めて有効であるため、必要に応じて1種または2種以上を0.001質量%以上の添加とした。一方で、延性劣化や残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害することから、合計添加量の上限として1.0質量%とした。

【0041】W量を0.001~5質量%の範囲としたのは、0.001質量%以上で強化効果が現れること、5質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすためである。

【0042】P量を0.0001~0.05質量%の範囲としたのは、0.0001質量%以上で強化効果が現れることや極低化は経済的にも不利であることからこれを下限とした。また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や casting 時の熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

【0043】S量を0.0001~0.01質量%の範囲としたのは、極低化は経済的にも不利であることから、0.0001質量%を下限とし、また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や casting 時の熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

【0044】Y、希土類元素(REM)量を0.0001~0.1質量%の範囲としたのは、0.0001質量%以上で濡れ性を改善でき、また、0.1質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や casting 時の熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。

【0045】その他の不可避的不純物として、Snなどがあるが、 $Sn \leq 0.01\%$ 以下の範囲であることが好ましい。

【0046】次に、基材鋼板のミクロ組織について述べる。延性を十分に確保するためには主組織をフェライト相とするのが必要である。しかし、さらに高強度化を指向する場合にはベイナイト相を体積分率で2%以上含んでも良いが、延性を確保する観点からベイナイト相を含まない場合はフェライトを体積分率で70%以上、ベイナイト相を含む場合は体積分率で50%以上含むこととした。

【0047】フェライトの体積分率の増加は延性を高めるが強度低下に結びつくため、上限はベイナイト相を含有しない場合は体積分率で97%、ベイナイト相を含有する場合は体積分率で95%とする。また、高強度と高延性を両立させるため、残留オーステナイト及び/又はマルテンサイトを含む複合組織とする。高強度と高延性のために、残留オーステナイト相及び/又はマルテンサイトは、体積分率で合計3%以上とした。体積分率が合計30%を超えると脆化傾向を示すため、これを上限とした。

【0048】めっき性を確保し得る熱処理条件での製造

性や高加工時のめっきの密着性を保つためと、鋼板自体の延性を十分に確保するために、フェライトの平均粒径を20 $\mu\text{m}$ 以下とし、第2相であるオーステナイト及び／又はマルテンサイトの平均粒径を10 $\mu\text{m}$ 以下と規定する。

【0049】さらに、めっき密着性と延性のバランスを良好にするためには、第2相をオーステナイト及び／又はマルテンサイトとし、主相であるフェライトの平均粒径に対して0.7以下の比率を確保することが望ましい。一方、第2相であるオーステナイト及び／又はマル

テンサイトの平均粒径はフェライトの平均粒径の0.01倍未満とすることは実製造上困難であるため、0.01倍以上であることが好ましい。  
【0050】ベイナイトを含む場合における体積分率等について説明すると次のとおりである。ベイナイト相は体積分率で2%以上含有することにより高強度化に役立つ上、オーステナイト相と共存するとオーステナイトの安定化に寄与して結果として高n値化に役立つ。また、この相は基本的に微細であり、高加工時のめっき密着性にも寄与する。特に第2相がオーステナイトの場合には、ベイナイトの体積分率を2%以上とすると、さらにめっき密着性と延性のバランスが向上する。一方で、過

多に生成すると延性低下を招くことからベイナイト相は体積分率で47%以下とする。  
【0051】上記の他にミクロ組織の残部組織として、炭化物、窒化物、硫化物、酸化物の1又は2種以上を含有する場合も本発明の鋼板の範疇であるが、これらの1種又は2種以上は体積分率で1%以下であることが好ましい。なお、上記ミクロ組織の、フェライト、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトおよび残部組織の同定、存在位置の観察および平均粒径(平均円相当径)と占積率の測定は、ナイタル試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延方向と直角な断面を腐食して500倍～1000倍の光学顕微鏡観察により定量化が可能である。

【0052】平均粒径は、上記の方法により20視野観察以上した結果に基づいて、JISにより求めた値と定義する。

【0053】このような組織を有する高強度溶融亜鉛め

っき鋼板の製造方法について以下に説明する。  
【0054】熱延後冷延・焼鈍して本発明の鋼板を製造する場合には、前記(1)～(13)に係る発明の鋼板成分と同一の成分に調整されたスラブを鑄造まますしくは一旦冷却した後再加熱して熱延を行い、その後酸洗し、冷延後焼鈍することで最終製品とする。スラブの冷

温度以上で行うのが一般的であるが、 $A_r$ 、変態温度から10 $^{\circ}\text{C}$ 程度低温までであれば最終的な鋼板の特性を劣化を避けることができる。また、冷却後の巻取温度は鋼の化学成分によって決まるベイナイト変態開始温度以上とすることで、冷延時の荷重を必要以上に高めることがさけられるが、冷延の全圧下率が小さい場合にはこの限りでなく、鋼のベイナイト変態温度以下で巻き取られても最終的な鋼板の特性を劣化を避けることができる。また、冷延の全圧下率は、最終板厚と冷延荷重の関係から設定されるが、40%以上であれば最終的な鋼板の特性を劣化を避けることができる。

【0055】冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度 $A_{c1}$ 及び $A_{c2}$ 温度(例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273)で、表現される $0.1 \times (A_{c2} - A_{c1}) + A_{c1}$ ( $^{\circ}\text{C}$ )未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に残留オーステナイト相またはマルテンサイト相を残すことができないためにこれを焼鈍温度の下限とした。また、焼鈍温度が $A_{c2} + 50$ ( $^{\circ}\text{C}$ )を超えても何ら鋼板の特性を改善することができず製造コストの上昇を招くために、焼鈍温度の上限を $A_{c2} + 50$ ( $^{\circ}\text{C}$ )とした。この温度での焼鈍時間は鋼板の温度均一化に加えて、主相および第2相の粒径を制御する目的とオーステナイトの確保のために10秒以上が必要である。鋼板成分にも依存するが、この温度域で3分～10分保持することがフェライトおよび第2相の粒径を20 $\mu\text{m}$ および10 $\mu\text{m}$ 以下とし、粒径の比を0.01～0.7とするためには望ましい。しかし、30分超では、鋼板成分によっては粒の粗大化を招く。また、コストの上昇を招くのでこれを上限とした。

【0056】その後の一次冷却はオーステナイト相からフェライト相への変態を促して、未変態のオーステナイト相中にCを濃化させてオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。また、生成するフェライトの粒径を制御する目的からも、ここでの冷却速度を制御する必要がある。この冷却速度が0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満にすることは粗大化してしまうことに加え、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じるために、この冷却速度の下限を0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とした。一方、冷却速度が10 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 超の場合にはフェライト変態が十分に起こらず、最終的な鋼板中の残留オーステナイト相確保が困難となったり、マルテンサイト相などの硬質相が多量になってしまうため、これを上限とした。

【0057】この一次冷却が650 $^{\circ}\text{C}$ 未満まで行われると、冷却中にパーライトが生成し、オーステナイト安定化元素であるCを浪費し、最終的に十分な量の残留オーステナイトが得られないために、これを下限とした。しかしながら、冷却が700 $^{\circ}\text{C}$ 超までしか行われなかった

場合にはフェライト変態の進行が十分ではないのでこれを上限とした。

【0058】引き続き行われる二次冷却の急速冷却は、冷却中にパーライト変態や鉄炭化物の析出などが起こらないような冷却速度として最低1℃/秒以上が必要となる。但しこの冷却速度を100℃/秒超にすることは設備能力上困難であることから、1～100℃/秒を冷却速度の範囲とした。

【0059】この二次冷却の冷却停止温度がZnめっき浴温度よりも低いと操業上問題となり、めっき浴温度+100(℃)を超えると炭化物析出が短時間で生じるため得られる残留オーステナイトやマルテンサイトの量が確保できなくなる。このため、2次冷却の停止温度をZnめっき浴温度～Znめっき浴温度+100(℃)とした。その後、操業上の通板の安定性確保やできるだけベイナイトの生成を促進すること、さらにはめっきの濡れ性を十分確保する目的から、この温度域で、後続のめっき浸漬時間も合わせて1秒以上保持することが望ましい。またこの保持時間が長時間になると生産性上好ましくないうえ、炭化物が生成してしまうことから合金化処理を含まずに300秒以内とすることが望ましい。めっき浴温度は、一般に鋼板等のZnめっき処理で行われる温度でよく、好ましくは、450～470℃程度である。

【0060】鋼板中に残留しているオーステナイト相は、その一部をベイナイト相へ変態させオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることにより、室温で安定にすることができる。合金化処理を併せてベイナイト変態を促進するためには、300～550℃の温度域に15秒から20分保持することが望ましい。300℃未満ではベイナイト変態が起こりにくく、550℃を超えると炭化物が生じて十分な残留オーステナイト相を残すことが困難となるため、合金化処理温度の下限は300℃、上限は550℃が好適である。

【0061】マルテンサイト相を生成させるには、残留オーステナイト相の場合とは異なりベイナイト変態を生じさせる必要がない。一方では、炭化物やパーライト相の生成は残留オーステナイト相と同様、抑制する必要があるため、2次冷却後の十分な合金化処理を行うため400℃～550℃の温度域で合金化処理することが好ましい。

【0062】

【実施例】以下、実施例によって本発明をさらに詳細に説明する。

【0063】表1に示すような組成の鋼板を、1200℃に加熱し、Ar3変態温度以上で熱延を完了し、冷却後各鋼の化学成分で決まるベイナイト変態開始温度以上で巻き取った鋼帯を酸洗後、冷延して1.0mm厚とした。

【0064】その後、各鋼の成分(質量%)から下記式にしたがってAc<sub>1</sub>とAc<sub>c</sub>、変態温度を計算により求め

た。

【0065】Ac<sub>1</sub> = 723 - 10.7 × Mn% + 29.1 × Si%

Ac<sub>c</sub> = 910 - 203 × (C%)<sup>1/2</sup> + 44.7 × Si% + 31.5 × Mo% - 30 × Mn% - 11 × Cr% + 400 × Al%

これらのAc<sub>1</sub>およびAc<sub>c</sub>、変態温度から計算される焼鈍温度に10%H<sub>2</sub>、-N<sub>2</sub>雰囲気中で昇温・保定したのち、0.1～10℃/秒の冷却速度で680℃まで冷却し、引き続いて1～20℃/秒の冷却速度でめっき浴温度にまで冷却し、浴組成を種々変化させた460℃の亜鉛めっき浴に3秒間浸漬することでめっきを行った。

【0066】また、一部の鋼板については、Fe-Zn合金化処理として、Znめっき後の鋼板を300～550℃の温度域で15秒～20分保持し、めっき層中のFe含有率が5～20質量%となるよう調節した。めっき表面外観のドロス巻き込み状況の目視観察およびめっき部面積の測定によりめっき性を評価した。作製しためっきはめっき層をインヒビターを含有した5%塩酸溶液で溶解し化学分析に供し組成を求めた。

【0067】これらのZnめっき処理を施した鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、機械的性質を測定した。さらに、引張り歪み20%を与えた後に60°曲げ-曲げ戻し試験による高加工後のめっき密着性を評価した。めっきの密着性は曲げ-曲げ戻し後にビニールテープを曲げ部分に付着させ、再びはがすことで、単位長さあたりの剥離率を測定して比較評価した。製造条件を表3に示す。

【0068】表2に示すように、本発明鋼のD1～D12(No. 1, 2, 5, 12, 13, 20, 22～24, 32, 34～36, 39, 42)は、まずめっきがなく、強度・伸びバランスに優れるうえ、20%加工後の曲げ-曲げ戻しを行ってもめっき剥離率が1%以下と低い。また、めっき層中の成分に第4元素(表2中の「めっき相中の他の元素」)が添加されている場合には、式(1)の値が比較的低い場合においても良好なめっき性を示すことがわかる。

【0069】一方、比較鋼であるC1～C5(No. 4～48)では、試料作成時の熱延において、割れが多発し、製造性が劣悪であった。得られた熱延板は研削して割れを取り除いた後、冷延焼鈍して材質試験に用いたが、高加工後のめっき密着性については劣悪であるかまたは20%の加工を加えることができないもの(C2およびC4)もあった。

【0070】また、(1)式を満たさないNo. 3, 21, 46, 48はめっきの濡れ性が劣化したり、高加工後のめっき密着性については劣悪である。また鋼板のミクロ組織の規定を満たさない場合にも高加工後のめっき密着性については劣悪である。

【0071】また、No. 3は、2次冷却速度が遅いた

め、マルテンサイト及びオーステナイトが生成せずにバ  
ーライトが生成し、高加工後のめっき密着性については  
劣悪である。 \* 【0072】

【表1】

\*

表1 化学成分と製造性およびめっき濡れ性

鋼種	C	Si	Mn	Al	Mo	Cr	Ni	Cu	Co	Nb	Ti	V	B	Zr	Hf	Ta	W	P	S	Y	REM
D1	0.15	0.45		0.95	1.12													0.02	0.005		発明鋼
D2	0.16	0.48	0.88	0.95	0.15													0.01	0.006		
D3	0.13	1.21	1.01	0.48	0.12													0.01	0.007		
D4	0.09	0.49	1.11	1.51	0.19													0.02	0.001		
D5	0.06	0.89	1.21	0.82	0.09	0.09												0.03	0.004		
D6	0.11	1.23	1.49	0.31			0.74	0.42				0.005						0.01	0.003		
D7	0.22	1.31	1.09	0.75	0.23				0.08		0.01	0.01						0.01	0.004		
D8	0.07	0.91	1.58	0.03						0.01	0.01							0.02	0.004		
D9	0.05	0.91	1.68	0.03	0.55	1.65							0.0026					0.01	0.002		
D10	0.18	0.11	1.1	0.87	0.06									0.01			0.05	0.02	0.03		0.0007
D11	0.17	0.21	0.9	1.2	0.38	0.1									0.01	0.02		0.03	0.02		
D12	0.21	0.11	1.05	0.78													0.25	0.01	0.03	0.008	
C1		0.32	2.81																		比較鋼
C2	0.27	1.22	1.97	0.03																	
C3	0.05		0.6	0.05																	
C4	0.08	0.21	0.4	0.06																	
C5	0.15		1.32	0.02																	

表中の下線は本発明の範囲外の条件。

【0073】

※ ※ 【表2】

表2 めっき層中のAl、MnおよびFe濃度とめっき性

鋼種	No	めっき層中のAl%	めっき層中のMn%	めっき層中のFe%	(D)の値	めっき層中の他の元素	合金化の有無	加工前鋼板のめっきの有無	TS/MPa	EL/%	フェライトの体積分率/%	オーステナイトの体積分率/%	マルテンサイトの体積分率/%	ベイナイトの体積分率/%	粒径/mm	フェライトの平均粒径/μm	オーステナイトの平均粒径/μm	マルテンサイトの平均粒径/μm	フェライトと第2相の平均粒径の比	20%引張り加工後の90°曲げ反し後のめっき剥離率/%	評価
D1	1	0.1	0.8	10	10.1		有り	無し	675	39	91.6	4.9	0	3.5***		12.5	2.2		0.178	0	発明鋼
D1	2	0.1	0.8		10.1		無し	無し	585	42	90.8	5.3	0	3.9***		12.2	2.5		0.205	0.1	発明鋼
D1	3	0.18					無し	微小	590	41	91.2	5.1	0	3.7***		11.8	2.3		0.195	12	比較鋼
D1	4	0.1	0.8	11	10.1		有り	無し	530	31	85					13.6				4	比較鋼
D2	5	0.03	0.1	8	2.98		有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	6	0.04	0.02	10	1.856	Na<0.01	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	7	0.04	0.01	9	1.73	Ca<0.5, Mg<0.003	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	8	0.04	0.01	9	1.73	Ag<0.5, Ni<0.1	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	9	0.03	0.01	9	1.858	Na<0.01, Ca<0.01	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	10	0.04	0.01	9	1.73	Pb<0.4	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	11	0.03	0.05	8	2.353	Ti<0.02	有り	無し	605	38	90.5	5.6	0	3.9***		10.1	2.3		0.228	0	発明鋼
D2	12	0.03	0.1		2.98		無し	無し	615	37	89.5	6.2	0	4.3***		10.2	2.5		0.248	0.1	発明鋼
D3	13	0.04	0.2	10	3.53		有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	14	0.3	0.4	8	2.779	Si<0.01	有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	15	0.3	0.2	10	0.279	Ti<0.08	有り	微小	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0.1	発明鋼
D3	16	0.1	0.2	9	2.779	Ni<0.04	有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	17	0.15	0.2	9	2.154	B<0.01	有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	18	0.2	0.2	10	1.529	In<0.7	有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	19	0.4	0.3	10	0.279	K<0.04	有り	無し	610	38	89.8	6.4	0	3.8***		8.9	2.6		0.292	0	発明鋼
D3	20	0.04	0.2		3.53		無し	無し	620	38	89.8	6.7	0	4.5***		8.7	2.7		0.310	0.2	発明鋼
D3	21	0.3		8			有り	多量	615	38	89.5	6.4	0	4.1***		8.5	2.5		0.306	46	比較鋼
D4	22	0.02	0.05	9	2.27		有り	無し	585	40	93.7	3.5	0	2.8***		11.5	2.3		0.200	0	発明鋼
D5	23	1	1	15	1.78		有り	無し	635	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0.5	発明鋼
D5	24	0.15	0.1	10	0.89		有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0	発明鋼
D5	25	0.15	0.2	10	3.143	Ca<0.01	有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0	発明鋼
D5	26	0.15	0.25	10	2.768	Rb<0.01	有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0	発明鋼
D5	27	0.2	0.1	10	0.258	Cd<0.01	有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0.1	発明鋼
D5	28	0.2	0.1	10	0.258	Cr<0.03	有り	微小	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0.1	発明鋼
D5	29	0.15	0.06	10	0.268	Cr<0.5, Ni<0.2	有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0	発明鋼
D5	30	0.25	0.15	8	0.268	Ti<0.05	有り	無し	680	33	85.4	8.1	0	8.5***		5.3	1.9		0.358	0	発明鋼

表中の下線は本発明の範囲外の条件。

\*主相がフェライトとベイナイトの場合において相の定量的測定が困難である。一方で、延伸伸びが20%以下と延性であり、高加工後のめっき密着性の評価が不可能である。

\*\*合金化元素のない場合にはめっき層中にFeはほとんど含まれない。

\*\*\*各相の体積分率の合計100%となるが、炭化物、硫化物、窒化物および酸化物等の光学顕微鏡レベルでは観察困難な相については主相の体積分率に加えた。

【0074】

【表3】

表2(続き)

鋼種	No	めっき層中の元素				(1)式の値	めっき層中の他の元素	合金化の有無	加工後のめっき層の有無	機械的性質ミクロ組織										20%引張り加工後の60°曲げ戻し後のめっき剥離率/%	
		TS/MPa	El/%	フェライトの体積分率/%	オーステナイトの体積分率/%					マルテンサイトの体積分率/%	ベイナイトの体積分率/%	過剰炭素/%	フェライトの平均粒径/μm	オーステナイトの平均粒径/μm	マルテンサイトの平均粒径/μm	フェライトとオーステナイトの平均粒径の比					
D8	31	0.1	0.1	10	1.518	V-0.05	有り	無し	880	33	88.4	8.1	0	8.5	***	5.3	1.9		0.358	0	発明鋼
D7	32	0.04	0.5	15	6.97		有り	微小	810	32	82.5	9.7	0	7.8	***	4.6	1.8		0.391	0.4	発明鋼
D7	33	0.04	0.5	15	6.97		無し	微小	880	18	主相はフェライトとベイナイトの混合*										比較鋼
D8	34	0.4	0.8		6.24		無し	微小	795	30	83.5	0	11.2	5.3	***	3.9		2	0.513	0.5	発明鋼
D9	35	0.5	0.8		5.7		無し	微小	845	27	89.5	0	10.5	0	***	3.5		1.8	0.514	0.7	発明鋼
D10	36	0.5	0.7	11	4.99	La-0.005	有り	無し	820	33	82.5	4	0	3.5	***	11	2.8		0.255	0	発明鋼
D10	37	0.5	0.4	10	1.24	Zr-0.01, W-0.01	有り	微小	820	33	82.5	4	0	3.5	***	11	2.8		0.255	0	発明鋼
D10	38	0.4	0.25	9	0.615	K-0.04	有り	無し	820	33	92.5	4	0	3.5	***	11	2.8		0.255	0	発明鋼
D11	39	0.3	0.2		1.05	Hf-0.01	無し	無し	870	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0	発明鋼
D11	40	0.3	0.15		0.425	Mo-0.01, Ta-0.02	無し	無し	870	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0	発明鋼
D11	41	0.25	0.1		0.425	Co-0.2, B-0.005	無し	微小	870	31	89.3	0	9.2	1.5		7		2.2	0.314	0.1	発明鋼
D12	42	0.05	0.02	11	2.167	Y-0.01	有り	無し	820	37	88.5	7.5	0	4		8.5	2.5		0.294	0	発明鋼
D12	43	0.1	0.01	11	1.417	Mn-0.02, K-0.02	有り	無し	820	37	88.5	7.5	0	4		8.5	2.5		0.294	0	発明鋼
C1	44	0.4	0.8	10	5.81		有り	微小	775	22	77	0	0	23	***	3.4				75	比較鋼
C2	45	0.04	0.5		7.23		無し	微小	895		主相はフェライトとベイナイトの混合*										比較鋼
C3	46	0.01	0.01				無し	めっき層無し													比較鋼
C4	47	0.01	0.01	12	2.75		有り	無し	895		主相はフェライトとベイナイトの混合*										比較鋼
C5	48	0.01	0.01				有り	めっき層無し													比較鋼

表中の下線は本発明の範囲外の条件。

\*主相がフェライトとベイナイトの混合しており相の定量的同定が困難である。一方では、破断伸びが20%以下と低延性であり、高加工後のめっき密着性の評価が不可能である。

\*\*合金化処理のない場合にはめっき相中にFeはほとんど含まれない。

\*\*\*各相の体積分率の合計100%となるが、炭化物、硫化物、窒化物および酸化物等の半導体微細レベルでは相間同定困難な相については主相の体積率に加えた。

【0075】

\* \* 【表4】

表3 製造条件と高加工後のめっき密着性

鋼種	No	焼鈍条件: ℃×分	1次冷却 速度: ℃/s	1次冷却 停止温 度: ℃	2次冷却 速度: ℃/s	2次冷却 停止温 度: ℃	めっき処理を含めた 停留条件	合金化 処理温 度:℃	合金化 処理時 間:秒	20%引張り加工後の 60°曲げ試験後の めっき剥離率/%	
D1	1	800℃×3分	1	680	10	485	485~480℃で18s	515	25	0	発明鋼
D1	2	800℃×3分	1	680	10	465	465~480℃で23s	無し	無し	0.1	発明鋼
D1	3	800℃×3分	1	680		465	485~480℃で23s	無し	無し	12	比較鋼
D1	4	800℃×3分	1	680	10	465	485~480℃で18s		25	4	比較鋼
D2	5	800℃×3分	1	680	10	470	470~480℃で15s	520	25	0	発明鋼
D2	12	800℃×3分	1	680	10	470	470~480℃で25s	無し	無し	0.1	発明鋼
D3	13	810℃×3分	1	680	5	470	470~480℃で18s	510	25	0~0.1	発明鋼
D3	20	810℃×3分	1	680	5	470	470~480℃で33s	無し	無し	0.2	発明鋼
D3	21	810℃×3分	1	680	5	470	470~480℃で25s	510	25	46	比較鋼
D4	22	830℃×3分	0.5	680	3	475	475~480℃で20s	515	25	0	発明鋼
D5	23	830℃×3分	0.5	680	7	475	475~480℃で5s	520	25	0.3	発明鋼
D6	24	830℃×3分	0.3	650	8	480	480~480℃で20s	520	25	0~0.5	発明鋼
D7	32	800℃×3分	1	680	10	470	470~480℃で25s	520	25	0.4	発明鋼
D7	33			680	70	470	470~480℃で25s	無し	無し	20%引張り加工不可	比較鋼
D8	34	860℃×3分	1	680	10	480	480~480℃で5s	無し	無し	0.5	発明鋼
D9	35	880℃×3分	0.5	650	3	480	480~480℃で5s	無し	無し	0.7	発明鋼
D10	38	840℃×3分	1	680	10	480	480℃で20s	510	25	0	発明鋼
D11	38	850℃×3分	1	680	30	480	480℃で5s	無し	無し	0	発明鋼
D12	42	830℃×3分	1	680	10	460	460℃で20s	510	25	0~0.1	発明鋼
C1	44	850℃×3分	5	880	30	470	470~480℃で15s	510	25	20%引張り加工不可	比較鋼
C2	45	850℃×3分	1	690	10	470	470~480℃で5s	無し	無し	20%引張り加工不可	比較鋼
C3	46	1000℃×3分	5	880	10	470	470~480℃で15s	無し	無し	引張り試験前にめっき	比較鋼
C4	47	850℃×3分	5	880	30	470	470~480℃で15s	510	25	20%引張り加工不可	比較鋼
C5	48	950℃×3分	1	680	30	470	470~480℃で15s	510	25	引張り試験前にめっき	比較鋼

表中の下線は本発明の範囲外の条件。

1次冷却速度:焼鈍後に、650~700℃までの冷却速度

2次冷却速度:650~700℃からめっき溶温度~めっき溶温度+100(℃)までの冷却速度

【0076】

【発明の効果】本発明により、めっきや高加工時のめ

っき密着性を改善した延性の優れた高強度溶融亜鉛め  
き鋼板を得ることができる。

## フロントページの続き

(51)Int.Cl.	識別記号	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
38/58		38/58	
C 2 3 C 2/28		C 2 3 C 2/28	
2/40		2/40	
(72)発明者 高橋 学		(72)発明者 宮坂 明博	
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技		富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技	
術開発本部内		術開発本部内	
(72)発明者 森本 康秀		F ターム (参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB02 AB07	
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技		AB28 AB44 AC12 AC73 AE03	
術開発本部内		AE12 AE22	
(72)発明者 黒崎 将夫		4K037 EA00 EA01 EA02 EA04 EA05	
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技		EA06 EA10 EA11 EA12 EA13	
術開発本部内		EA15 EA16 EA17 EA19 EA20	
		EA21 EA23 EA25 EA27 EA28	
		EA29 EA31 EA32 EA33 EA35	
		EA36 EB02 EB05 EB06 EB08	
		EB12	